

引用格式: 侯智敏, 闫新成, 梁淑华, 等. 舰船用 TC4 钛合金板材各向异性调控技术研究[J]. 中国材料进展, 2025, 44(12): 1144-1152.

HOU Z M, YAN X C, LIANG S H, *et al.* Research on Anisotropy Regulation of TC4 Titanium Alloy Plate for Navy Application[J]. Materials China, 2025, 44(12): 1144-1152.

## 舰船用 TC4 钛合金板材各向异性调控技术研究

侯智敏<sup>1,2</sup>, 闫新成<sup>2</sup>, 梁淑华<sup>1</sup>, 康彦<sup>2</sup>, 谢文龙<sup>2</sup>,  
李长征<sup>2</sup>, 王煜<sup>2</sup>, 李维<sup>1,2</sup>

(1. 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048)

(2. 西部钛业有限责任公司, 陕西 西安 710201)

**摘要:** 针对舰船领域对超大规格 TC4 钛合金板材的发展需求, 部分板材只能采用单向轧制的技术路线进行生产, 而单向轧制极易产生 T 织构为主的 B/T 织构, 进而导致严重的各向异性。首先研究 950 °C 加热保温条件下, 不同单向轧制变形量对组织形貌及力学性能的影响, 并进一步研究不同退火温度对 TC4 钛合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: 随轧制变形量的增加, TC4 钛合金的强度增加, 但横、纵向力学性能偏差增加; 退火温度对热轧板材显微组织影响显著, 热轧态及 700 °C 退火态组织主要为变形组织; 当退火温度增加至 800~850 °C 时, 组织发生显著再结晶; 900 °C 以上退火时, 初生  $\alpha$  相含量显著减少, 次生  $\alpha$  相析出明显。TC4 合金  $\delta$ 20 mm 板材热轧态抗拉强度最高可达 1030 MPa, 随着退火温度的升高, 因回复及部分再结晶, 强度下降, 塑性增加。900 °C 退火时, 材料强度保持在较高水平, 抗拉强度达到 1025 MPa, 延伸率(16%)和断面收缩率(43%)达到最大值, 冲击功为 44 J, 展现出出色的综合力学性能匹配, 显微组织体现弱织构特征。退火温度进一步升高至 950 °C 时, 初生  $\alpha$  相含量大幅减少, 组织粗化明显, 材料塑性及韧性下降。通过调整退火温度, 可以调控组织、织构及强度, 从而改善板材各向异性及综合力学性能匹配。

**关键词:** TC4 钛合金; 退火热处理; 再结晶; 显微组织; 强塑性匹配

**中图分类号:** TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)12-1144-09

## Research on Anisotropy Regulation of TC4 Titanium Alloy Plate for Navy Application

HOU Zhimin<sup>1,2</sup>, YAN Xincheng<sup>2</sup>, LIANG Shuhua<sup>1</sup>, KANG Yan<sup>2</sup>,  
XIE Wenlong<sup>2</sup>, LI Changzheng<sup>2</sup>, WANG Yu<sup>2</sup>, LI Wei<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Western Titanium Technologies Co., Ltd., Xi'an 710201, China)

**Abstract:** In response to the development requirements for super-large TC4 titanium alloy plates utilized in shipbuilding fields, certain plates can only be fabricated through unidirectional rolling technology. However, this rolling method tends to produce a B/T texture predominantly characterized by T texture, resulting in pronounced anisotropy. This study investigates the influence of unidirectional rolling deformation degrees on the microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy subjected to heating and holding at 950 °C. Additionally, the influence of annealing temperatures on the microstructure and mechanical performance is examined. The findings indicate that increasing rolling deformation enhances the material's

strength but also exacerbates the disparity between transverse and longitudinal mechanical properties. After annealing at 700 °C, the microstructure primarily consists of deformed features. When the annealing temperature is elevated to the range of 800~850 °C, substantial recrystallization occurs. Further increasing the temperature above 900 °C leads to a marked reduction in the primary  $\alpha$  phase content and a pronounced precipitation of the secondary  $\alpha$

收稿日期: 2025-06-09 修回日期: 2025-11-11

基金项目: 陕西省稀有金属装备制造共性技术研发平台资助项目(2024ZG-GXPT-02); 钛合金管材高效短流程制备关键技术研发项目(2022YFB3705604)

第一作者: 侯智敏, 男, 1981年生, 正高级工程师,  
Email: houzhimin1981@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202506010

phase. The tensile strength of the hot-rolled TC4 alloy sheet with a thickness of 20 mm can reach up to 1030 MPa. As the annealing temperature rises, strength decreases while ductility improves, attributed to recovery and partial recrystallization processes. Notably, annealing at 900 °C makes TC4 alloy have good comprehensive mechanical properties, with tensile strength reaching 1025 MPa, elongation of 16%, and reduction of area of 43%, alongside an impact energy of 44 J, and the microstructure exhibiting weak texture characteristics. However, further increasing the annealing temperature to 950 °C significantly diminishes the primary  $\alpha$  phase fraction, coarsens the microstructure, and reduces the alloy's plasticity and toughness. By modulating the annealing temperature, it is possible to tailor the microstructure, texture type, and strength, thereby mitigating anisotropy and enhancing the overall mechanical performance of the TC4 titanium alloy sheets.

**Key words:** TC4 titanium alloy; annealing heat treatment; recrystallization; microstructure; strength-ductility matching

## 1 前言

钛合金因其高比强度、优异耐腐蚀性、良好焊接性和抗疲劳性能，广泛用于航空航天、船舶、汽车及化工等领域<sup>[1-3]</sup>。其中 Ti-6Al-4V (TC4) 合金是典型的两相钛合金，由于其组织稳定性高、高温加工性能及综合力学性能优良，TC4 用量约占钛合金总用量的 60%~70%<sup>[4-6]</sup>。舰船工业作为国家海洋战略与国防安全的核心支柱，其发展水平直接体现综合国力与科技实力。在“双碳”目标驱动与远海战略需求牵引下，舰船装备正加速向高性能、轻量化、长寿命方向发展<sup>[7]</sup>。近年来，钛合金，特别是综合性能优异的 TC4 合金，被视为极具潜力的舰船结构材料<sup>[8]</sup>。

TC4 钛合金在舰船领域的规模化应用，依然面临着由板材各向异性带来的严峻挑战。作为一种典型的  $\alpha+\beta$  型两相钛合金，TC4 合金中 HCP 结构的  $\alpha$  相极易在板材轧制过程中发生择优取向，形成织构<sup>[9]</sup>。这种微观结构的不均匀性在宏观上表现为力学性能的各向异性，如强度、塑性等性能在不同测试方向（如轧向 RD、横向 TD）存在显著差异<sup>[10, 11]</sup>。这种差异对于承受复杂多向载荷的结构件是极其不利的。现有研究表明，交叉换向轧制可以大幅减小纵横向力学性能偏差<sup>[12]</sup>。但目前，国内主要钛板材生产企业的轧辊宽度均不超过 3300 mm，受此限制，长度超过 10 m 的超大规格板材只能进行单向顺轧。顺轧过程温降过大时，往往会产生较强的 T 织构，使横向强度远高于纵向。

变形后热处理是优化钛合金微观结构与服役性能的重要环节<sup>[13, 14]</sup>。王俭等<sup>[15]</sup>发现 TC4 钛合金厚板在 940 °C 退火可诱发再结晶，条状  $\alpha$  相部分等轴化，网篮组织向等轴组织发生过渡。鲁媛媛等<sup>[16]</sup>指出随着退火温度的升高，TC4 钛合金的抗拉强度和屈服强度持续增加。两相区热处理工艺不仅可以调控  $\alpha$  相的特征，也会影响  $\beta$  相含量及形貌，并对冷却过程中的  $\beta$  转变组织起到决定性影响，然而热处理工艺对初生  $\alpha$  相、次生  $\alpha$  相组织转变的变体选择机制的影响仍不清晰，其对材料各向异性的影响仍未可知。同晓乐<sup>[17]</sup>对 2 mm 以下不同轧制厚度 TC4 钛合金板材的组织与性能研究表明，随着板材厚度

减小，其强度增大，性能具有各向异性，然而对如何改善各向异性未作深入研究。白新房等<sup>[18]</sup>分析了 TC4 钛合金宽幅厚板的组织形貌及织构分布，发现显微组织对材料力学性能有显著影响，但对组织差异导致的各向异性的原因未作深入研究。

针对舰船应用场景下大规格 TC4 板材各向异性的问题，本文首先确认了不同轧制变形量对 TC4 钛合金热轧板力学行为的影响，在此基础上对热轧板进行不同温度的退火处理，深入解析 TC4 板材在热机械加工过程中的组织形成与演变的物理本质，探索热处理工艺参数对板材微观组织的调控规律，阐明微观组织特征与板材宏观力学性能及其各向异性之间的内在关联机制，为舰船用大规格钛合金板材各向异性调控提供参考。

## 2 实验

实验所用的 TC4 钛合金铸锭经真空自耗电弧炉 3 次熔炼制备，铸锭直径为 840 mm。铸锭名义成分（质量分数，%）：Ti-6Al-4V，相变点温度为 983 °C。钛合金铸锭经过锻造制成板坯，然后通过 35%、60% 和 80% 不同轧制变形量将锻造板坯热轧成  $\delta 20 \text{ mm} \times 1000 \text{ mm} \times 2000 \text{ mm}$  板材，坯料轧制加热温度为 950 °C，终轧温度 700 °C。进一步为了研究退火温度对板材显微组织的影响，以 80% 轧制压下率的热轧板为研究对象，选择退火温度分别为 700, 800, 850, 900 和 950 °C，退火时间为 60 min，随后空冷至室温。采用线切割从退火板材上切取试样，金相试样采用  $V_{\text{HF}}:V_{\text{HNO}_3}:V_{\text{H}_2\text{O}}=1:3:6$  的混合溶液进行腐蚀。EBSD 试样制备使用 6% 高氯酸+34% 正丁醇+60% 甲醇混合电解液（体积分数）进行电解抛光。采用 SU5000 场发射扫描电镜进行 EBSD 显微组织表征。室温拉伸试验在 CMT5105 电子万能材料拉伸试验机上进行，以恒定位移速率 2 mm/min 进行加载。冲击试验在 PIT452D-4 冲击试验机上进行，冲击能量 450 J。

## 3 结果与讨论

图 1 给出了不同单向轧制变形量下钛合金热轧板的横向与纵向力学性能。随轧制变形量的增加，钛合金热

轧板强度显著增加, 横向抗拉强度从 35% 压下率时的 965 提高至 80% 时的 1030 MPa, 而塑性则相应降低。该现象主要归因于压下率增加导致的晶粒细化及加工硬化。此外, 随着轧制变形量的增加, 板材横、纵向力学性能

偏差显著增加。受轧辊宽度限制, 轧制大规格舰船用钛合金板材时, 往往只能进行单向大变形, 进而产生强织构, 导致明显的各向异性, 因此需要通过进一步的退火热处理对板材织构及各向异性进行调控。

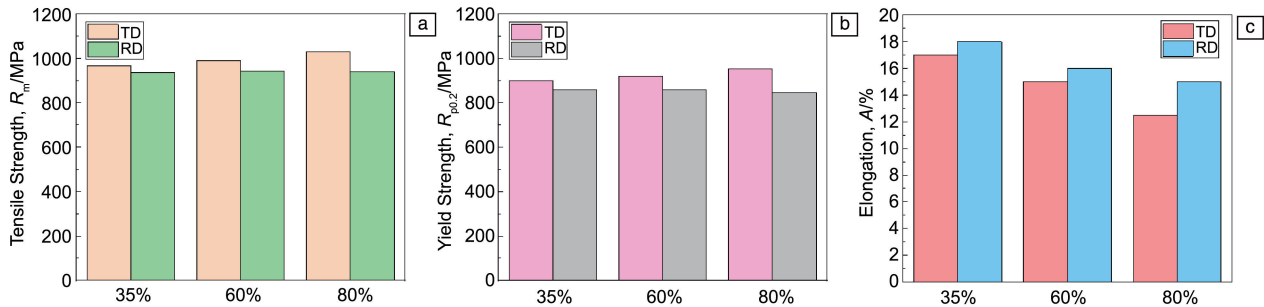


图 1 不同轧制变形量下 TC4 板材力学性能

Fig. 1 Mechanical properties of TC4 sheets after different rolling deformation levels

为了进一步调控大变形量热轧板显微组织及力学性能, 对其进行退火热处理, 图 2 为热轧态及不同温度退火后组织的 EBSD 分析结果, 经两相区热轧变形后获得等轴组织, 由初生等轴  $\alpha$  相、次生  $\alpha$  相及  $\beta$  基体构成, 热轧态和 700 °C 退火态均保持轧制变形特征。当退火温度增加至 800~850 °C 时, 组织发生明显的再结晶, 次生  $\alpha$  相含量增加, 其特征为: 晶界处形成等轴  $\alpha$  相、晶内分布细片层  $\alpha$  相及  $\beta$  基体。900 °C 及以上温度退火时, 次生  $\alpha$  相含量显著增加。950 °C 退火时, 初生等轴  $\alpha$  相

含量减少, 显微组织由等轴组织转变为双态组织。随着退火温度的增加,  $\alpha/\beta$  相界面更加明显, 次生  $\alpha$  相尺寸显著增加。在 850 °C 退火时, 次生  $\alpha$  相厚度最小, 且分布比较无规律; 随着退火温度的升高, 析出的次生  $\alpha$  相尺寸显著增加, 并且分布更加有序。900 °C 退火时,  $\beta$  基体上析出的细小弥散  $\alpha$  相含量显著增加。根据杠杆定律, 退火温度增加, 高温态时 TC4 合金中  $\beta$  相含量增加, 在随后冷却过程中细片状  $\alpha$  相在  $\beta$  基体中析出。950 °C 退火时次生  $\alpha$  相含量进一步显著增加。

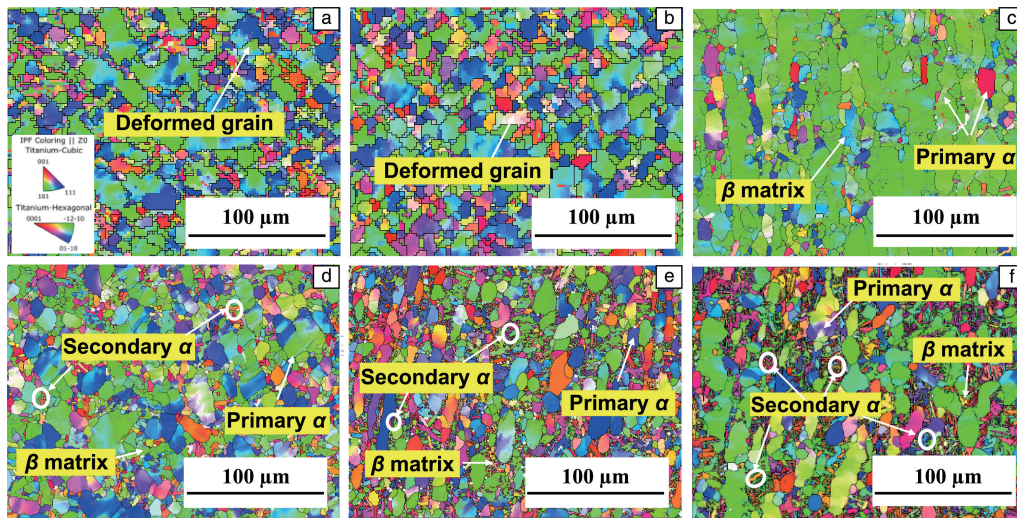


图 2 不同温度退火空冷后 TC4 合金组织 EBSD 分析

Fig. 2 EBSD analysis for microstructure of TC4 annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

不同热处理状态下材料的力学性能如图 3 所示, 热轧态板材抗拉强度最高, 为 1030 MPa, 这主要源于热轧过程中的加工硬化效应, 热轧过程中动态回复和再结晶虽部分抵消硬化, 但位错密度的增加仍占主导地位; 由

于热轧态和低温退火处理时, 晶粒未完全再结晶, 其延伸率相对较低。随着退火温度的进一步增加, 材料回复及再结晶行为逐步增加, 强度降低而塑性增加。当退火温度达到 900 °C 时材料呈现优异的强塑性匹配, 抗拉强

度维持在 1025 MPa, 延伸率达到峰值 16%, 断面收缩率为 43%。该温度下再结晶程度显著增加, 初生  $\alpha$  相含量减少、尺寸变化不大, 次生  $\alpha$  相含量大幅增加, 析出强化效果显著。适当减少 TC4 合金初生等轴  $\alpha$  相含量, 并避免其粗化, 同时诱导次生  $\alpha$  相弥散析出, 既能保证良好的协调变形能力, 又能获得出色的界面强化效果, 使合金获得良好的强度-塑性匹配。随着退火温度进一步增加至 950  $^{\circ}\text{C}$ , 再结晶完成后初生  $\alpha$  相粗化明显, 强度大幅降低; 此外, 显微组织由等轴状逐渐转变为片层状, 片层组织中  $\alpha$  相与  $\beta$  基体存在 Burgers 取向关系, 位错容易产生长距离滑移, 导致快速断裂, 延伸率降低<sup>[1]</sup>。尽管大量细小均匀次生  $\alpha$  相的析出有助于提升强度, 但次生  $\alpha$  尺寸增加明显,  $\alpha/\beta$  相界在拉伸过程中易形成微裂纹并迅速扩展<sup>[10]</sup>, 导致合金开裂, 最终导致塑性大幅度降低。

图 3d 为不同状态下 TC4 板材试样的冲击功, 热轧态表现出较高冲击韧性, 热轧组织晶粒细化明显, 材料强度提升, 可以有效延迟裂纹的萌生, 另一方面随着晶粒的细化, 晶界数量显著增加, 裂纹扩展过程中更容易

发生路径偏转, 裂纹扩展被抑制; 700~850  $^{\circ}\text{C}$  低温退火时, 再结晶形成小尺寸等轴晶, 但相邻  $\alpha$  相取向差异导致裂纹扩展路径平直化。同时次生相相对较少, 使  $\alpha/\beta$  界面成为应力集中点, 微裂纹沿  $\alpha/\beta$  相界或者穿过  $\alpha$  晶粒扩展, 显著降低韧性<sup>[1]</sup>。随着热处理温度的增加 ( $\geq 900$   $^{\circ}\text{C}$ ),  $\beta$  基体中析出大量次生  $\alpha$  相, 析出强化效果显著,  $\alpha/\beta$  相协同变形强化效应使得变形过程中形成的微裂纹扩展至不同取向晶粒或次生  $\alpha$  相, 扩展路径发生多重偏折, 大幅增加扩展行程, 使合金断裂消耗能量增大, 这种效应使 900  $^{\circ}\text{C}$  退火试样冲击功达峰值 44 J。950  $^{\circ}\text{C}$  高温热处理时, 初生及次生  $\alpha$  相尺寸均显著增加, 进而损害材料的韧性。

上述力学性能差异与退火过程中 TC4 合金的回复、再结晶及相变行为密切相关, 为解析组织演变机制, 利用 EBSD 对不同温度退火空冷后 TC4 板材试样的组织演变规律进行更为详细的分析, 结果如图 4 所示。红色代表变形晶粒, 黄色代表回复亚结构, 蓝色代表再结晶晶粒。在 700  $^{\circ}\text{C}$  退火时, 显微组织主要表现为变形和回复, 700  $^{\circ}\text{C}$  以上退火时则主要是回复和再结晶。

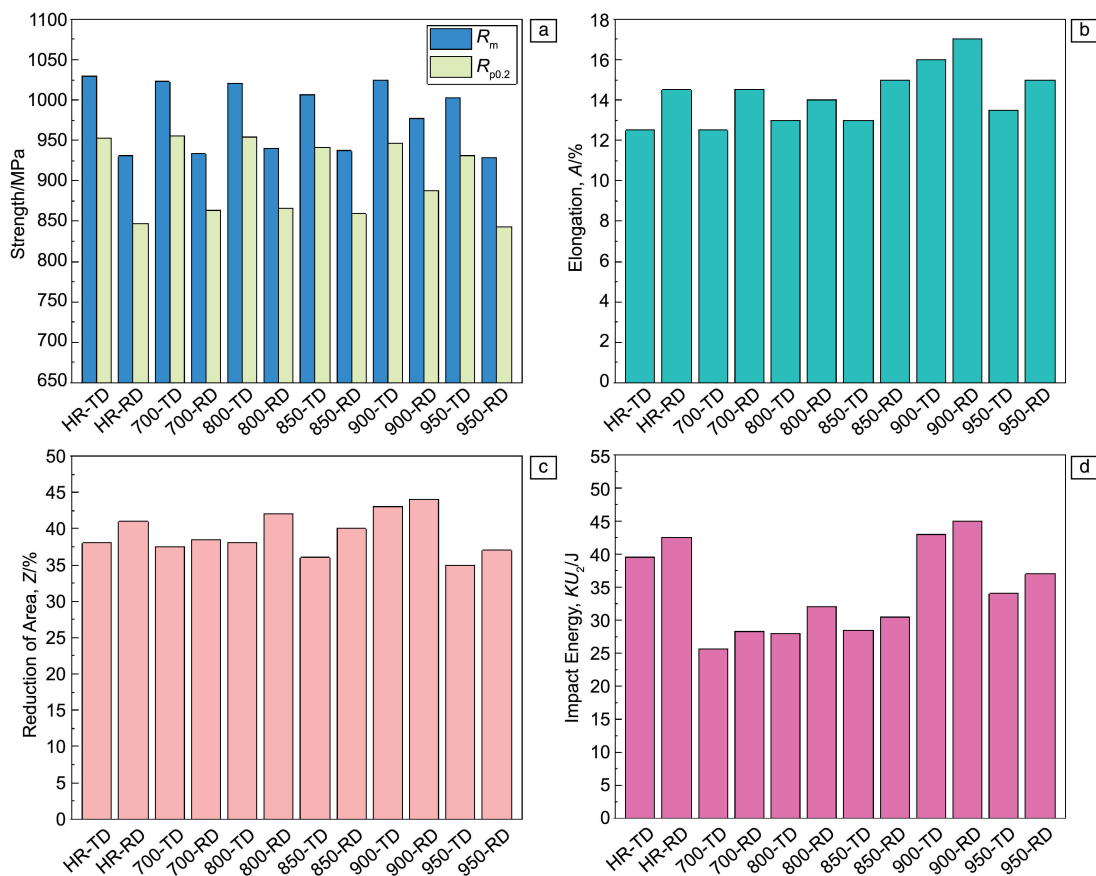


图 3 不同温度退火空冷后 TC4 合金力学性能

Fig. 3 Mechanical properties for TC4 alloy annealed at different temperatures

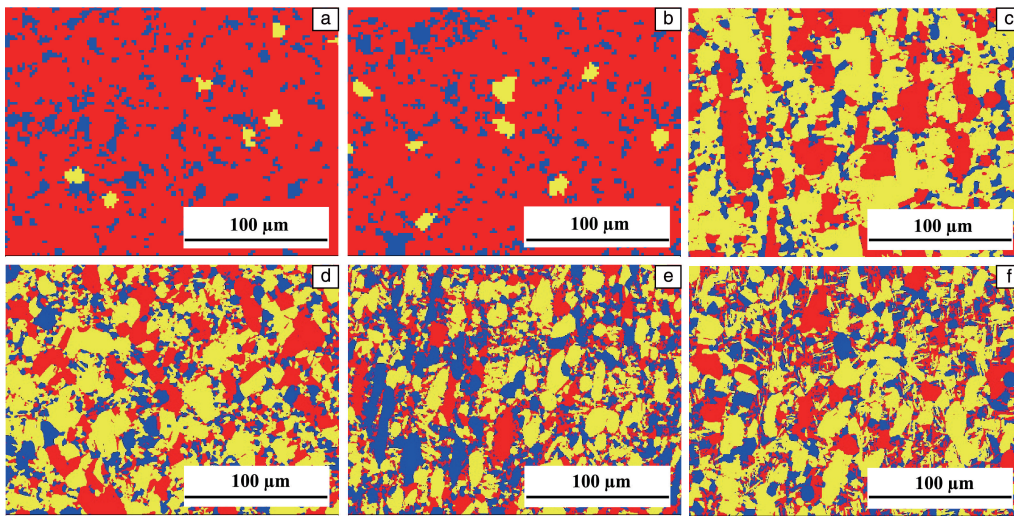


图 4 不同温度退火空冷后 TC4 合金的组织分布状态

Fig. 4 Microstructure distributions of TC4 alloys annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

为定量解析组织演化规律,对图 4 中各热处理状态下变形/回复/再结晶 3 态比例(体积分数)进行统计,结果如图 5 所示。在 700 °C 以下退火时,变形晶粒占比 >80%,这也直观表明微组织在 700 °C 以下退火仅发生了部分再结晶,热力学驱动力不足导致再结晶形核/长大受限。在 800 °C 以上退火时,变形组织占比最低降至约 30%(950 °C 退火后为 29%),表明高温为再结晶形核与晶界迁移提供充分能量,再结晶组织逐步取代原始变形组织。退火过

程中的软化机制包括回复和再结晶。回复过程的本质是点缺陷运动、位错运动的重新组合。回复过程中,晶粒形貌/尺寸不变,仅释放部分储能。再结晶过程中无畸变晶粒形核并消耗变形基体,再结晶完成后材料的强度显著下降,塑性提高。钛合金因高堆垛层错能致使层错宽度窄化,不全位错容易束集成全位错进行运动,加热过程中易出现回复<sup>[19]</sup>,此特性导致高温退火时回复组织持续保持显著比例,800~950 °C 区间占比达 39%~55%。

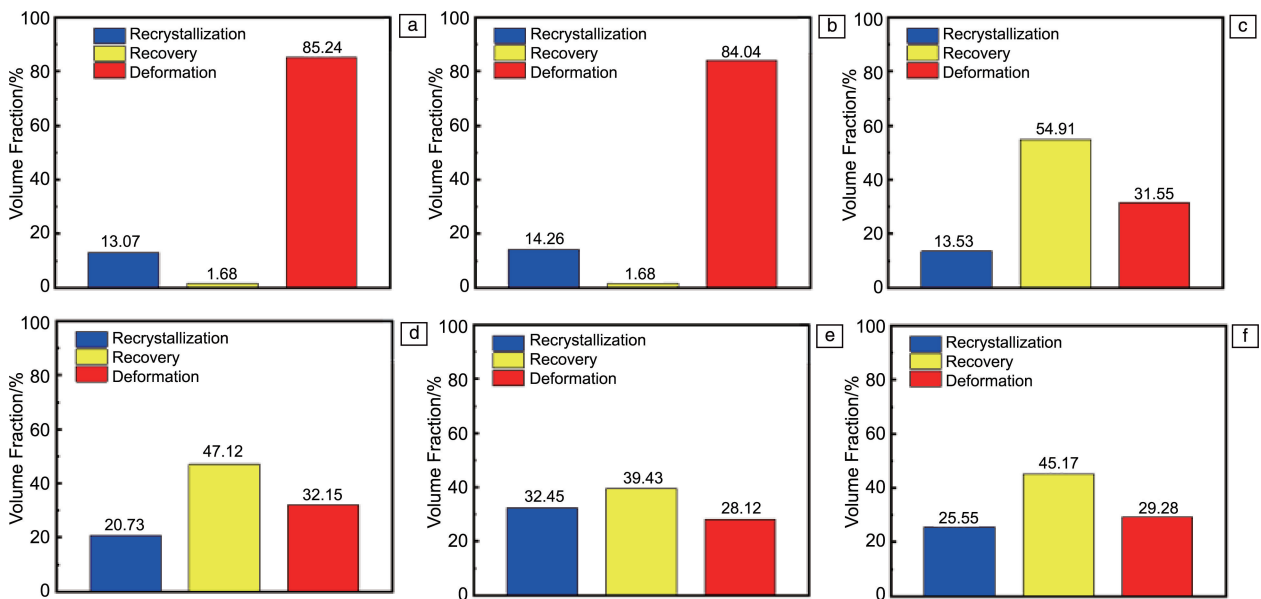


图 5 不同温度退火空冷后的 TC4 合金的组织分布统计

Fig. 5 Microstructure distribution statistics for TC4 alloys annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

Kernel Average Misorientation (KAM) 图可以表征微观尺度下的局部取向差分布，能够有效反映塑性变形的均匀性及微观应力状态。KAM 值较高的区域通常对应较大的塑性变形程度或较高的晶体缺陷密度。为分析不同温度退火空冷后 TC4 合金的微观应力分布，基于 EBSD 结果绘制了 KAM 图(图 6)。整体而言，热轧态和 700 °C 退火后样品的 KAM 值较高，表明局部变形程度显著。热轧态组织中，变形晶粒内部的 KAM 值明显高于回复或再结

晶晶粒内部，这反映了塑性变形过程中由位错滑移与缠结导致的应力累积在后续回复与再结晶过程中得到有效释放。当退火温度升至 800 °C 时，KAM 值显著降低，表明退火处理促进了内应力的松弛及应变的降低。当退火温度进一步升高至 950 °C 时，KAM 值大幅降低且高值区分布更为分散(图 6f)，表明内应力得到充分释放。退火过程中 KAM 数值的降低对改善材料的延伸率和断面收缩率具有积极作用。

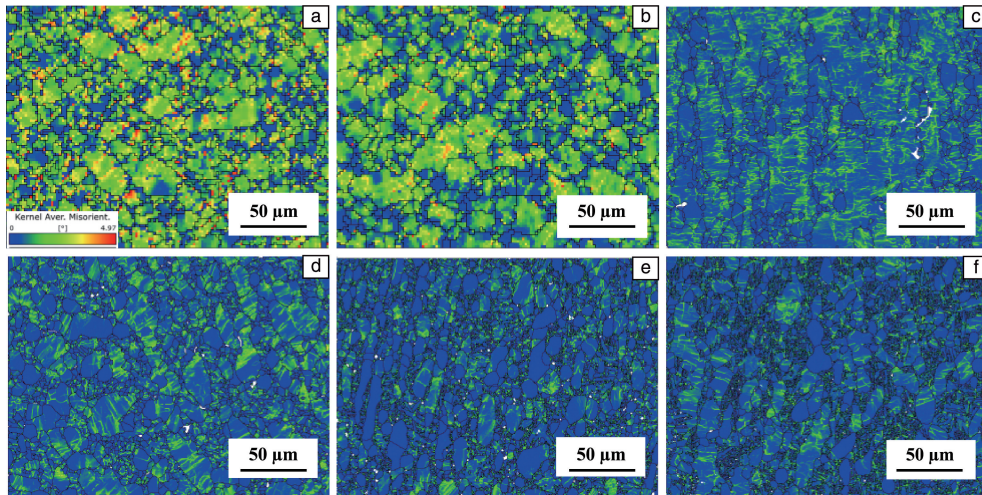


图 6 不同温度退火空冷后的 TC4 合金的组织 KAM 图

Fig. 6 KAM analysis for microstructure of TC4 alloys annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

为深入探究不同退火温度下各相的演变规律，对 EBSD 数据进行分析，分别提取初生  $\alpha$  相与次生  $\alpha$  相的分布信息，结果如图 7 和图 8 所示。热轧态与 700 °C 退火态组织中，初生  $\alpha$  相与次生  $\alpha$  相均呈等轴状，这与热

轧导致的晶粒破碎及低温退火诱导的再结晶相关。随退火温度升高，初生  $\alpha$  相含量减少，部分初生  $\alpha$  相呈链状连续分布。当退火温度升至 950 °C 时，初生  $\alpha$  相显著长大，次生  $\alpha$  相中短棒状  $\alpha$  相含量显著增加。

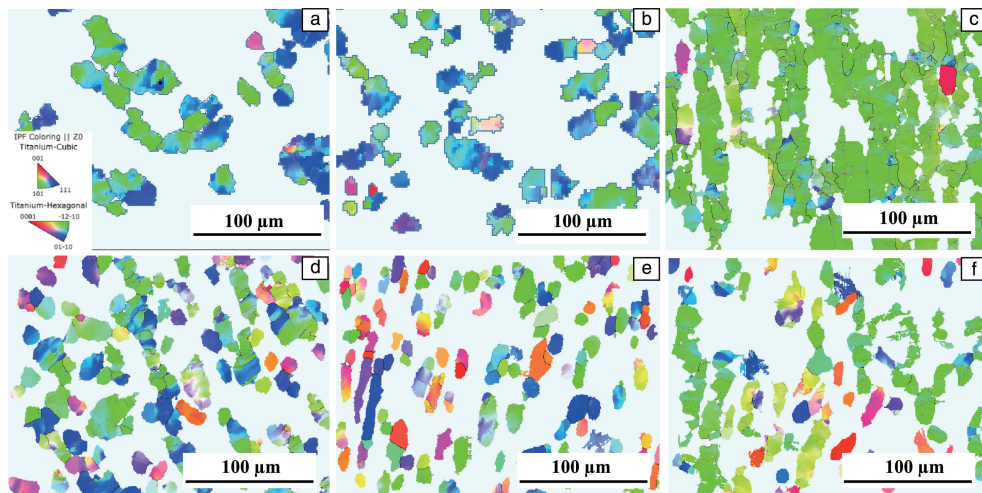


图 7 不同温度退火空冷后的 TC4 合金的组织中初生  $\alpha$  相分布状态

Fig. 7 Distribution of primary  $\alpha$  phases in TC4 alloy microstructure annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

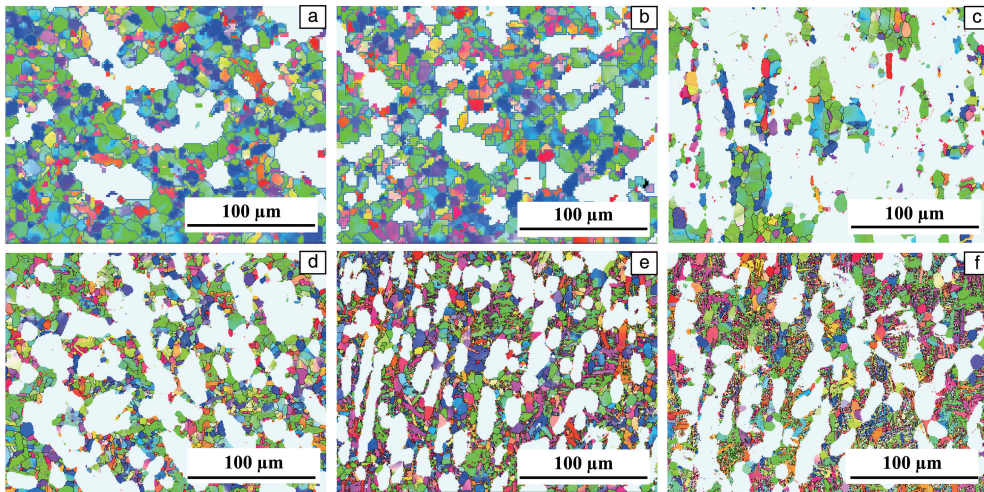


图 8 不同温度退火空冷后的 TC4 合金的组织中次生  $\alpha$  相分布状态

Fig. 8 Distribution of secondary  $\alpha$  phases in TC4 alloy microstructure annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

TC4 合金在退火冷却过程中主要发生  $\beta \rightarrow \alpha$  和  $\beta \rightarrow \alpha'$  马氏体相变, 并残留少量亚稳态  $\beta$  相。低温退火时,  $\beta$  相稳定性较高, 冷却过程中仅有较少次生  $\alpha$  相析出。高温退火增加了  $\beta$  相中  $\alpha$  稳定元素的固溶度,  $\beta$  相含量显著增加, 大量的次生  $\alpha$  相在随后的冷却过程中从  $\beta$  基体中析出<sup>[20]</sup>。随着退火温度的升高, 合金中初生  $\alpha$  相含量减少, 其形貌逐渐成为等轴状, 说明在  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变过程中, 细小的  $\alpha$  相最先溶解, 随后粗大的初生  $\alpha$  相溶解。合金中次生  $\alpha$  相的析出受冷却速率及基体中  $\alpha$  相稳定元素含量的影响<sup>[21]</sup>。950 °C 退火时,  $\beta$  相含量显著增加, 但其稳定性下降, 最终导致次生  $\alpha$  相含量明显增加。总体而言, 退火过程中初生  $\alpha$  相晶粒尺寸逐渐增加, 次生  $\alpha$  相分布于初生  $\alpha$  相间, 各相的形貌特征与体积分数对 TC4 合金的力学性能具有决定性影响。

为了进一步阐明力学性能随热处理温度的变化, 统计了显微组织开始大程度再结晶 ( $\geq 800$  °C) 时的相含量变化, 结果如图 9 所示。随退火温度增加初生  $\alpha$  相含量降低, 次生  $\alpha$  相含量增加。在  $\beta$  基体上析出细小弥散的  $\alpha$  相有利于材料强度的提升, 但 950 °C 退火时次生  $\alpha$  相含量进一步增加反而大幅度降低了材料的塑性和韧性, 导致材料的综合力学性能变差。

图 10 展示了不同温度退火处理后的 TC4 钛合金的极图, 分析表明, 热轧态和各退火温度下的 TC4 钛合金的组织类型无明显差异, 均表现为 T 织构。当退火温度达到 900 °C 时, 材料的各向异性有一定程度的减弱, 900 °C 退火态的最大极密度值仅为 4.7, 为所有热处理状态下最低值, 进一步印证了其弱织构的特征。因此, 通过优化热处理工艺可以有效降低 TC4 钛合金热轧板的各向异性。图 11 显示了不同退火温度下 TC4 钛合金横、纵

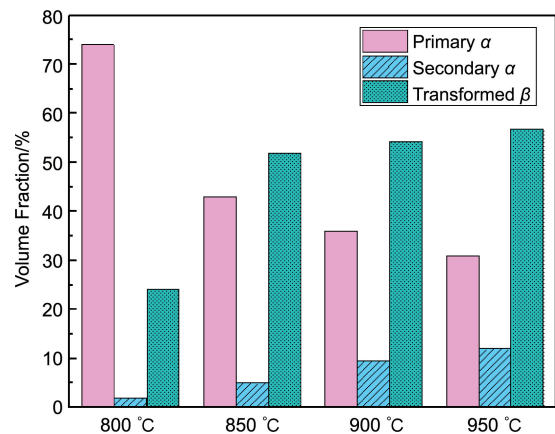


图 9 不同温度退火空冷后的 TC4 合金的组织中相体积分数统计  
Fig. 9 Volume fraction of phases in TC4 alloy microstructure annealed at different temperatures

向力学性能差值, 可以看出 900 °C 退火态下的强度、塑性和冲击韧性在横、纵向表现出最小的差异, 板材各向异性弱。

本研究首先通过调控轧制变形量研究了轧制工艺对舰船用 TC4 钛合金热轧板各向异性的影响; 并进一步通过不同温度热处理, 对显微组织、织构特性及力学性能进行调控。退火温度显著影响显微组织中初生  $\alpha$  相的形貌、尺寸及体积分数, 进而主导冷却过程中次生  $\alpha$  相的析出状态。上述显微组织演变最终体现为 TC4 钛合金力学性能的变化。图 12 展示了不同热处理态 TC4 钛合金的力学性能雷达图, 可以看到, 采用本文轧制工艺制备的 TC4 板材在 900 °C 退火时, 抗拉强度为 1025 MPa、断后伸长率为 16%、冲击功为 44 J, 强塑性及强韧性匹配良好。该结果为舰船用大规格 TC4 钛合金中厚板强韧性调控提供了重要的数据支撑。

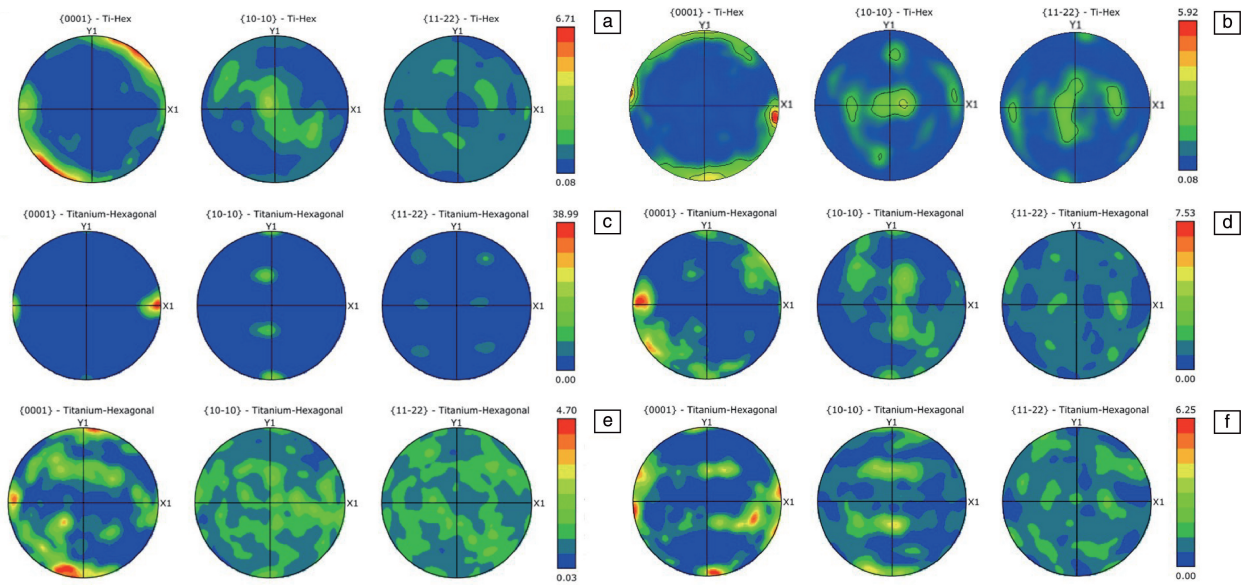


图 10 不同温度退火处理后的 TC4 合金的极图

Fig. 10 Pole figure of TC4 alloy annealed at different temperatures: (a) hot-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 850 °C, (e) 900 °C, (f) 950 °C

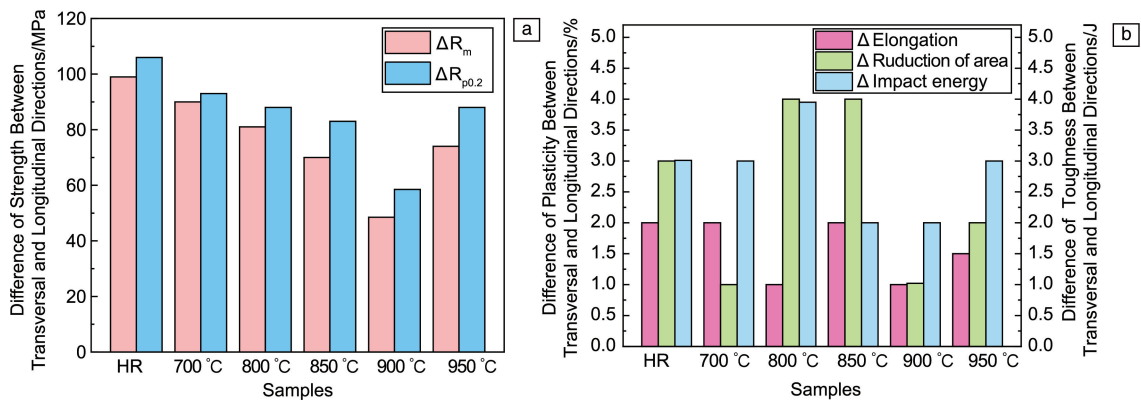


图 11 不同温度退火处理后的 TC4 合金的力学性能横、纵向差异

Fig. 11 Differences in mechanical properties between transversal and longitudinal directions of TC4 alloy annealed at different temperatures: (a) strength, (b) plasticity and toughness

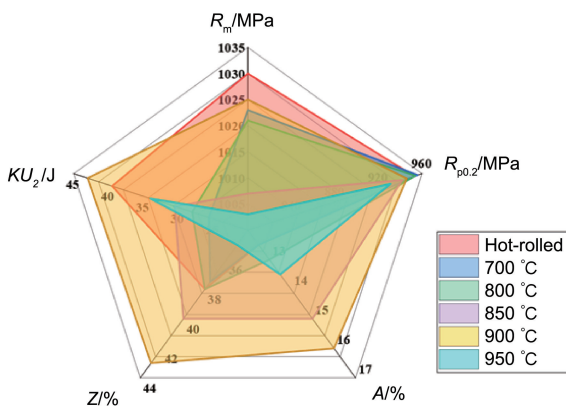


图 12 不同温度退火处理后 TC4 合金力学性能雷达图

Fig. 12 Radar chart of mechanical properties for TC4 alloys annealed at different temperatures

## 4 结 论

(1) TC4 钛合金强度随轧制变形量的增加而增加，但纵、横向力学性能偏差也随之增大。热轧态及 700 °C 退火态 TC4 钛合金组织呈现变态特征；随着退火温度升高，再结晶显著增加。在 900 °C 及以上温度退火时，初生  $\alpha$  相含量显著减少，次生  $\alpha$  相含量增加明显。

(2) 热轧板抗拉强度最高为 1030 MPa；随着退火温度升高，强度降低、塑性增加；900 °C 退火时，抗拉强度为 1025 MPa、断后伸长率为 16%、冲击功为 44 J，表现出优异的综合力学性能匹配。

(3) 700 °C 退火时，组织以变形和回复为主；700 °C 以上退火时组织以回复和再结晶为主；800 °C 以上退火

时, 变形态组织比例大幅降低, 至 950 °C 时则降至约 29%, 提高退火温度有效促进了再结晶形核, 但会导致组织粗化。

(4) 900 °C 高温退火时, TC4 钛合金热轧板的各向异性减弱, 其最大极密度值仅为 4.7, 为所有退火温度下最低值, 表现出弱织构特征。

#### 参考文献 References

- [1] 莱茵斯 C, 皮特尔斯 M. 钛与钛合金[M]. 陈振华等译. 北京: 化学工业出版社, 2005: 1-31.  
LEYENS C, PETERS M. Titanium and Titanium Alloy[M]. Translated by CHEN Z H, *et al.* Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 1-31.
- [2] 赵永庆. 中国材料进展[J], 2025, 44(6): 513-515.  
ZHAO Y Q. Materials China[J], 2025, 44(6): 513-515.
- [3] 赵锋, 王啸, 郭树祥. 中国材料进展[J], 2024, 43(11): 1030-1034.  
ZHAO F, WANG X, GUO S X. Materials China [J], 2024, 43(11): 1030-1034.
- [4] 辛社伟, 刘向宏, 张思远, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(11): 3971-3980.  
XIN S W, LIU X H, ZHANG S Y, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(11): 3971-3980.
- [5] LEVKULICH N C, SEMIATIN S L, PAYTON E J, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2021, 52(4): 1353-1367.
- [6] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Acta Materialia [J], 2013, 61: 844-879.
- [7] MENG F. Near-Alpha TRIP Titanium Alloy Design [D]. Evanston: Northwestern University, 2019.
- [8] 李永华, 张文旭, 陈小龙, 等. 钛工业进展[J], 2022, 39(1): 43-48.  
LI Y H, ZHANG W X, CHEN X L, *et al.* Titanium Industry Progress[J], 2022, 39(1): 43-48.
- [9] BAO H G, HAI T G, CHA L K. Journal of Alloys and Compounds [J], 2025, 1010: 177507.
- [10] WANG L, ZHANG C, JIAN L. Journal of Materials Science & Technology[J], 2019, 35(5): 790-798.
- [11] CHAO Q, BELADI H. Metallurgical and Materials Transactions: A [J], 2016, 47(1): 531-545.
- [12] 王梓骄, 贾雷. 中国冶金[J], 2024, 34(6): 14-25.  
WANG Z J, JIA L. China Metallurgy[J], 2024, 34(6): 14-25.
- [13] IVASISHIN O M, SEMIATIN S L, MARKOVSKY P E, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2002, 337: 88-96.
- [14] 辛社伟, 周伟, 李倩, 等. 中国材料进展[J], 2021, 40(6): 441-445.  
XIN S W, ZHOU W, LI Q, *et al.* Materials China[J], 2021, 40(6): 441-445.
- [15] 王俭, 李有华. 有色金属材料与工程[J], 2018, 39(3): 32-35.  
WANG J, LI Y H. Nonferrous Metal Materials and Engineering[J], 2018, 39(3): 32-35.
- [16] 鲁媛媛, 马保飞, 刘源仁. 金属热处理[J], 2019, 44(6): 153-158.  
LU Y Y, MA B F, LIU Y Z. Heat Treatment of Metals[J], 2019, 44(6): 153-158.
- [17] 同晓乐, 张明玉, 于成泉. 锻压技术[J], 2022, 47(6): 153-159.  
TONG X L, ZHANG M Y, YU C Q. Forging Technology[J], 2022, 47(6): 153-159.
- [18] 白新房, 焦磊, 王松茂. 热加工工艺[J], 2018, 47(24): 25-30.  
BAI X F, JIAO L, WANG S M. Hot Working Process[J], 2018, 47(24): 25-30.
- [19] 刘涛, 史正宏, 雷经发, 等. 材料热处理学报[J], 2024, 45(12): 100-109.  
LIU T, SHI Z H, LEI J F, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2024, 45(12): 100-109.
- [20] 刘涛, 邵博, 雷经发, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(12): 4133-4140.  
LIU T, SHAO B, LEI J F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(12): 4133-4140.
- [21] 吴晨, 马宝飞, 肖松涛, 等. 金属热处理[J], 2021, 46(11): 166-169.  
WU C, MA B F, XIAO S T, *et al.* Heat Treatment of Metals[J], 2021, 46(11): 166-169.

(本文为本刊约稿)